

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **2000199036 A**

(43) Date of publication of application: **18.07.00**

(51) Int. Cl.

C22C 38/00
B21C 37/08
B23K 9/025
B23K 9/18
B23K 35/30
C22C 38/58

(21) Application number: **11002042**

(22) Date of filing: **07.01.99**

(71) Applicant: **NIPPON STEEL CORP**

(72) Inventor:
ASAHI HITOSHI
TAMEHIRO HIROSHI
HARA TAKUYA
TERADA YOSHIO
OKITA SHIGERU
KOYAMA KUNIO

**(54) SUPERHIGH STRENGTH LINEPIPE EXCELLENT
IN LOW TEMPERATURE TOUGHNESS AND ITS
PRODUCTION**

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To impart superhigh strength to the linepipe and to improve its low temp. toughness by forming a steel plate having specified tensile strength into the shape of a pipe by a UO stage, subjecting the abutted parts to submarge arc welding from the inside and outside faces by using high Ni-contg. weld metal having specified tensile strength and thereafter expanding the pipe.

SOLUTION: A steel plate having 900 to 1,100 MPa tensile strength is formed into the shape of a pipe by a UO stage, and the abutted parts are joined from

the inside and outside faces by submarge arc welding. In this welding, weld metal in which the average tensile strength is controlled to the one equal to or above the value of the tensile strength of the steel plate -100 MPa is used. As this weld metal, the one having an Ni content higher than the Ni content in the steel plate by $\cong 1\%$ is preferable, and, e.g. a welding wire having a compsn. essentially consisting of 0.01 to 0.12% C, $\leq 0.3\%$ Si, 1.2 to 2.4% Mn, 4.0 to 8.5% Ni and 3.0 to 5.0% Cr+Mo+V is preferably used. After this welding, the pipe is expanded to obtain a superhigh strength linepipe excellent in a balance of strength and low temp. toughness, easily capable of field welding and having $\cong 900$ MPa tensile strength.

COPYRIGHT: (C)2000,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2000-199036
(P2000-199036A)

(43) 公開日 平成12年7月18日 (2000.7.18)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テ-マ-ト* (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z 4 E 0 0 1
B 2 1 C 37/08		B 2 1 C 37/08	F 4 E 0 8 1
B 2 3 K 9/025		B 2 3 K 9/025	B
9/18		9/18	F
35/30	3 2 0	35/30	3 2 0 C
審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 9 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願平11-2042

(22) 出願日 平成11年1月7日 (1999.1.7)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 朝日 均

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(72) 発明者 為広 博

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(74) 代理人 100077517

弁理士 石田 敬 (外2名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 低温靱性に優れた超高強度ラインパイプおよびその製造法

(57) 【要約】

【課題】 低温靱性が優れ、かつ現地溶接が容易な引張強さ900MPa以上 (API規格X100超) の超高強度ラインパイプおよびその製造方法を提供する。

【解決手段】 鋼板を管状に成形し、突き合わせ部をアーク溶接して製造する鋼管において、母材部の強度が900~1100MPaで溶接金属の強度が母材強度-100MPaより高い鋼管。さらに、溶接金属のNi量が母材に比べて1%以上高い鋼管。これらをUO工程で実現できる鋼板と溶接金属の化学成分の組み合わせを具体的に示す。また、これを実現するための鋼板の製造法と溶接方法を示す。さらに、拡管時の割れを抑制するために内面の溶接金属強度を低減する方法を示す。

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 鋼板を管状に成形し突き合わせ部をアーク溶接して製造した鋼管において、鋼管の母材鋼板部円周方向の引張強さが 900MPa～1100MPa であり、突き合わせ部の接合に使用した溶接金属の平均引張強度が鋼板の引張強度－100MPa 以上であることを特徴とする低温靱性に優れた超高強度ラインパイプ。

【請求項 2】 溶接金属の Ni 量が鋼板の Ni 量より 1% 以上高いことを特徴とする請求項 1 に記載の低温靱性に優れた超高強度ラインパイプ。

【請求項 3】 鋼板を UO 工程で管状に成形し、その突き合わせ部を内外面からサブマージアーク溶接で接合した後、拡管したことを特徴とする請求項 1 または請求項 2 の何れかに記載の低温靱性に優れた超高強度ラインパイプ。

【請求項 4】 鋼板の成分が

C : 0.04～0.10%

Si : 0.6% 以下

Mn : 1.7～2.5%

P : 0.015% 以下

S : 0.003% 以下

Ni : 0.1～1.0%

Mo : 0.15～0.60%

Nb : 0.01～0.10%

Ti : 0.005～0.030%

Al : 0.06% 以下

を含み、さらに選択的に

B : 0.0020% 以下

N : 0.001～0.006% 以下

V : 0.10% 以下

Cu : 1.0% 以下

Cr : 0.8% 以下

Ca : 0.01% 以下

REM : 0.02% 以下

Mg : 0.006% 以下

の 1 種または 2 種以上を含有して残部が鉄および不可避免の不純物からなり、さらに溶接金属が

C : 0.04～0.14%

Si : 0.05～0.40%

Mn : 1.2～2.2%

P : 0.010% 以下

S : 0.010% 以下

Ni : 1.3～3.2%

Cr+Mo+V : 1.0～2.5%

B : 0.005% 以下

を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、さらに溶接金属の Ni 量が鋼板にくらべて 1% 以上高いことを特徴とする請求項 1～3 の何れか 1 つに記載の低温靱性に優れた超高強度ラインパイプ。

【請求項 5】 引張強さが 900MPa～1100MPa の鋼板を U

O 工程で管状に成形し、その突き合わせ部を内外面から Fe を主成分として C : 0.01～0.12%、Si : 0.3% 以下、Mn : 1.2～2.4%、Ni : 4.0～8.5%、Cr+Mo+V : 3.0～5.0% を含む溶接ワイヤーと焼成型または熔融型フラックスを使用してサブマージアーク溶接を行い、その後、拡管を行うことを特徴とする低温靱性に優れた超高強度ラインパイプの製造方法。

【請求項 6】 鋼板の成分が

C : 0.04～0.10%

Si : 0.6% 以下

Mn : 1.7～2.5%

P : 0.015% 以下

S : 0.003% 以下

Ni : 0.1～1.0%

Mo : 0.15～0.60%

Nb : 0.01～0.10%

Ti : 0.005～0.030%

Al : 0.06% 以下

20 を含み、さらに選択的に

B : 0.0020% 以下

N : 0.001～0.006% 以下

V : 0.10% 以下

Cu : 1.0% 以下

Cr : 0.8% 以下

Ca : 0.01% 以下

REM : 0.02% 以下

Mg : 0.006% 以下

30 の 1 種または 2 種以上を含有して残部が鉄および不可避免の不純物からなり、引張強さが 900MPa～1100MPa の鋼板を UO 工程で管状に成形し、その突き合わせ部を内外面から Fe を主成分として C : 0.01～0.12%、Si : 0.3% 以下、Mn : 1.2～2.4%、Ni : 4.0～8.5%、Cr+Mo+V : 3.0～5.0% を含む溶接ワイヤーと焼成型または熔融型フラックスを使用してサブマージアーク溶接を行い、その後、拡管を行うことを特徴とする低温靱性に優れた超高強度ラインパイプの製造方法。

【請求項 7】 内面溶接の溶接金属の拡管前の引張り強度が鋼板の引張強度－200MPa～0MPa であることを特徴とする請求項 5 および請求項 6 に記載の低温靱性に優れた超高強度ラインパイプの製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は 900MPa 以上の引張強さ (TS) を有する低温靱性の優れた超高強度ラインパイプに関するもので、天然ガス・原油輸送用ラインパイプとして広く使用できる。

【0002】

【従来の技術】 近年、原油・天然ガスの長距離輸送方法

としてパイプラインの重要性がますます高まっている。現在、長距離輸送用の幹線ラインパイプとしては米国石油協会 (API) 規格 X 65 が設計の基本になっており、実際の使用量も圧倒的に多い。しかし、(1) 高圧化による輸送効率の向上や (2) ラインパイプの外径・重量の低減による現地施工能率の向上のため、より高強度ラインパイプが要望されている。これまでに X 80 (引張強さ 620 MPa 以上) までのラインパイプの実用化がされているが、さらに高強度のラインパイプに対するニーズが強くなってきた。現在、超高強度ラインパイプ製造法の研究は、従来の X 80 ラインパイプの製造技術 (たとえば NKK 技報 No. 138 (1992), pp24-31 および The 7th Offshore Mechanics and Arctic Engineering (1988), Volume V, pp179-185) を基本に検討されているが、これではせいぜい、X 100 (引張強さ 760 MPa 以上) ラインパイプの製造が限界と考えられる。X 100 を越える超高強度ラインパイプについては、既に鋼板製造の研究は行われている (PCT/J P 96/00155, 00157)。しかし、このような超高強度ラインパイプでは従来のシーム溶接に関する技術は適用できず、シーム溶接部と鋼板の組み合わせに対する課題が解決できないと鋼板は製造できても鋼管の製造は不可能である。パイプラインの超高強度化は強度・低温靱性バランスを始めとして溶接熱影響部 (HAZ) 靱性、現地溶接性、継手軟化など多くの問題を抱えており、これらを克服した画期的な超高強度ラインパイプ (X 100 超) の早期開発が要望されている。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】本発明は低温靱性のバランスが優れ、かつ現地溶接が容易な引張強さ 900 MPa 以上 (API 規格 X 100 超) の超高強度ラインパイプおよびその製造方法を提供するものである。

【0004】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、引張強さが 900 MPa 以上で、かつ低温靱性・現地溶接性の優れた超高強度鋼管を得るための鋼材とシーム溶接部が満足すべき条件について鋭意研究を行い、新しい超高強度ラインパイプおよびその製造方法を発明するに至った。

【0005】本発明の要旨は、以下の通りである。

(1) 鋼板を管状に成形し突き合わせ部をアーク溶接して製造した鋼管において、鋼管の母材鋼板部円周方向の引張強さが 900 MPa~1100 MPa であり、突き合わせ部の接合に使用した溶接金属の平均引張強度が鋼板の引張強度 - 100 MPa 以上であることを特徴とする低温靱性に優れた超高強度ラインパイプ。

【0006】(2) 溶接金属の Ni 量が鋼板の Ni 量より 1% 以上高いことを特徴とする上記 (1) に記載の低温靱性に優れた超高強度ラインパイプ。

(3) 鋼板を UO 工程で管状に成形し、その突き合わせ部を内外面からサブマージアーク溶接で接合した後、拡

管したことを特徴とする上記 (1) または (2) の何れかに記載の低温靱性に優れた超高強度ラインパイプ。

【0007】(4) 鋼板の成分が

C : 0.04~0.10%

Si : 0.6% 以下

Mn : 1.7~2.5%

P : 0.015% 以下

S : 0.003% 以下

Ni : 0.1~1.0%

10 Mo : 0.15~0.60%

Nb : 0.01~0.10%

Ti : 0.005~0.030%

Al : 0.06% 以下

を含み、さらに選択的に

B : 0.0020% 以下

N : 0.001~0.006% 以下

V : 0.10% 以下

Cu : 1.0% 以下

Cr : 0.8% 以下

20 Ca : 0.01% 以下

REM : 0.02% 以下

Mg : 0.006% 以下

の 1 種または 2 種以上を含有して残部が鉄および不可避免的不純物からなり、さらに溶接金属が

C : 0.04~0.14%

Si : 0.05~0.40%

Mn : 1.2~2.2%

P : 0.010% 以下

S : 0.010% 以下

30 Ni : 1.3~3.2%

Cr+Mo+V : 1.0~2.5%

B : 0.005% 以下

を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、さらに溶接金属の Ni 量が鋼板にくらべて 1% 以上高いことを特徴とする上記 (1) ~ (3) の何れか 1 つに記載の低温靱性に優れた超高強度ラインパイプ。

【0008】(5) 引張強さが 900 MPa~1100 MPa の鋼板を UO 工程で管状に成形し、その突き合わせ部を内外面から Fe を主成分として C : 0.01~0.12%, Si : 0.3% 以下、Mn : 1.2~2.4%, Ni : 4.0~8.5%, Cr+Mo+V : 3.0~5.0% を含む溶接ワイヤーと焼成型または熔融型フラックスを使用してサブマージアーク溶接を行い、その後、拡管を行うことを特徴とする低温靱性に優れた超高強度ラインパイプの製造方法。

【0009】(6) 鋼板の成分が

C : 0.04~0.10%

Si : 0.6% 以下

Mn : 1.7~2.5%

P : 0.015% 以下

S : 0.003%以下
 Ni : 0.1~1.0%
 Mo : 0.15~0.60%
 Nb : 0.01~0.10%
 Ti : 0.005~0.030%
 Al : 0.06%以下
 を含み、さらに選択的に
 B : 0.0020%以下
 N : 0.001~0.006%以下
 V : 0.10%以下
 Cu : 1.0%以下
 Cr : 0.8%以下
 Ca : 0.01%以下
 REM : 0.02%以下
 Mg : 0.006%以下

の1種または2種以上を含有して残部が鉄および不可避免の不純物からなり、引張強さが900MPa~1100MPaの鋼板をUO工程で管状に成形し、その突き合わせ部を内外面からFeを主成分としてC : 0.01~0.12%、Si : 0.3%以下、Mn : 1.2~2.4%、Ni : 4.0~8.5%、Cr+Mo+V : 3.0~5.0%を含む溶接ワイヤーと焼成型または熔融型フラックスを使用してサブマージアーク溶接を行い、その後、拡張を行うことを特徴とする低温靱性に優れた超高強度ラインパイプの製造方法。

【0010】(7)内面溶接の溶接金属の拡張前の引張り強度が鋼板の引張強度-200MPa~0MPaであることを特徴とする上記(5)および(6)に記載の低温靱性に優れた超高強度ラインパイプの製造方法。

【0011】

【発明の実施の形態】以下、本発明の内容について詳細に説明する。本発明は900MPa以上の引張強さ(TS)を有する低温靱性の優れた超高強度ラインパイプに関する発明である。この強度水準の超高強度ラインパイプでは、従来主流であるX65と較べて約2倍の圧力に耐えるため、同じサイズで約2倍のガスを輸送することが可能になる。X65の場合は圧力を高めるためには肉厚を厚くする必要があり、材料費、輸送費、現地溶接施工費が高くなってパイプライン敷設費が大幅に上昇する。これが900MPa以上の引張強さ(TS)を有する低温靱性の優れた超高強度ラインパイプが必要とされる理由である。一方、高強度になると急激に鋼管の製造が困難になる。そこで、工業的制御の困難さを考慮して上限強度を1100MPaとした。この場合、シーム溶接部も含めて目標強度の特性を得るためにはシーム溶接金属の強度が十分高くないとではない。一つの基準として、シーム溶接部を含んだ円周方向の余盛り付き引張試験において溶接金属から破断しないことが必須と考えられている。凝固ままで使用される溶接金属は強度の上昇と共に低温靱性が低下するために、溶接強度は低い方

が望ましい。多数の試験を行った結果、溶接金属の引張強度が鋼板の強度-100MPa以上であれば余盛り付き引張試験において溶接金属から破断しないことがわかった。従って、溶接金属の平均引張強度が鋼管の母材鋼板部の円周方向引張強度-100MPa以上であることとした。溶接金属の上限強度は低温靱性および溶接低温割れ防止の点から1200MPa以下であることが望ましい。なお、引張り強さについては鋼板そのままと鋼管に加工した後は変化しない。

10 【0012】鋼板は、鋳造後これを熱間加工し、本発明の超高強度鋼の場合は、その後急冷したり、場合によっては焼戻しを行って製造される。一方、凝固まま組織であり、かつ冷却速度が早くない溶接金属で、目的の強度を得てさらに鋼板に対応する低温靱性を得るためには化学成分の調整が必要である。Niは焼入性を高めて低い冷却速度でも高強度を得ることを可能にする。また、マルテンサイトラス間に残留オーステナイトを形成することを促進し低温靱性を向上させる。鋼板成分より溶接金属のNi量を1%高めることにより、所望の強度と低温靱性が得られる。

【0013】上記の超高強度鋼管は内外面からサブマージアーク溶接でシーム溶接を行うUO製管工程において効率良く大量生産が可能になる。引張強さ900MPa以上の超高強度を達成するためには、鋼をマルテンサイト・ベイナイト等の低温変態組織主体のマイクロ組織にしてフェライトの生成を抑制する必要がある。

【0014】次に、以下に成分元素の限定理由を述べる。C量は0.04~0.10%に限定する。炭素は鋼の強度向上に極めて有効であり、マルテンサイト組織において目標とする強度を得るためには、最低0.04%は必要である。しかし、C量が多すぎると母材、HAZの低温靱性や現地溶接性の著しい劣化を招くので、その上限を0.10%とした。さらに、望ましくは上限値は0.08%が好ましい。

30 【0015】Siは脱酸や強度向上のために添加する元素であるが、多く添加するとHAZ靱性、現地溶接性を著しく劣化させるので、上限を0.6%とした。鋼の脱酸はAlでもTiでも十分可能であり、Siは必ずしも添加する必要はない。Mnは本発明鋼のマイクロ組織をマルテンサイト主体の組織とし、優れた強度・低温靱性のバランスを確保する上で不可欠な元素であり、その下限は1.7%である。しかし、Mnが多すぎると鋼の焼入れ性が増してHAZ靱性、現地溶接性を劣化させるだけでなく、連続鋳造鋼片の中心偏析を助長し、母材の低温靱性をも劣化させるので上限を2.5%とした。

40 【0016】Niを添加する目的は低炭素の本発明鋼を低温靱性や現地溶接性を劣化させることなく向上させるためである。Ni添加はMnやCr、Mo添加に比較して圧延組織(とくに連続鋳造鋼片の中心偏析帯)中に低温靱性に有害な硬化組織を形成することが少ないばかり

か、0.1%以上の微量Ni添加がHAZ靱性の改善にも有効であることが判明した（HAZ靱性上、とくに有効なNi添加量は0.3%以上である）。しかし、添加量が多すぎると、経済性だけでなく、HAZ靱性や現地溶接性を劣化させるので、その上限を1.0%とした。また、Ni添加は連続鋳造時、熱間圧延時におけるCu割れの防止にも有効である。この場合、NiはCu量の1/3以上添加する必要がある。

【0017】Moを添加する理由は鋼の焼入れ性を向上させ、目的とするマルテンサイト主体の組織を得るためである。B添加鋼においてはMoの焼入れ性向上効果が高まり、また、MoはNbと共存して制御圧延時にオーステナイトの再結晶を抑制し、オーステナイト組織の微細化にも効果がある。このような効果を得るために、Moは最低でも0.15%必要である。しかし、過剰なMo添加はHAZ靱性、現地溶接性を劣化させ、さらにBの焼入れ性向上効果を消失せしめることもあるので、その上限を0.6%とした。

【0018】Bは極微量で鋼の焼入れ性を飛躍的に高め、目的とするマルテンサイト主体の組織を得るために、非常に有効な元素である。さらに、BはMoの焼入れ性向上効果を高めると共に、Nbと共存して相乗的に焼入れ性を増す。一方、過剰に添加すると、低温靱性を劣化させるだけでなく、かえってBの焼入れ性向上効果を消失せしめることもあるので、その上限を0.0020%とした。

【0019】また、本発明鋼では、必須の元素としてNb:0.01~0.10%、Ti:0.005~0.030%を含有する。NbはMoと共存して制御圧延時にオーステナイトの再結晶を抑制して組織を微細化するだけでなく、析出硬化や焼入れ性増大にも寄与し、鋼を強靱化する。特にNbとBが共存すると焼入れ性向上効果が相乗的に高まる。しかし、Nb添加量が多すぎると、HAZ靱性や現地溶接性に悪影響をもたらすので、その上限を0.10%とした。一方、Ti添加は微細なTiNを形成し、スラブ再加熱時およびHAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制してミクロ組織を微細化し、母材およびHAZの低温靱性を改善する。また、Bの焼入れ性向上効果に有害な固溶NをTiNとして固定する役割も有する。この目的のために、Ti量は3.4N（各々重量%）以上添加することが望ましい。また、Al量が少ない時（たとえば0.005%以下）、Tiは酸化物を形成し、HAZにおいて粒内フェライト生成核として作用し、HAZ組織を微細化する効果も有する。このようなTiNの効果を発現させるためには、最低0.005%のTi添加が必要である。しかし、Ti量が多すぎると、TiNの粗大化やTiCによる析出硬化が生じ、低温靱性を劣化させるので、その上限を0.030%に限定した。

【0020】Alは通常脱酸材として鋼に含まれる元素

で、組織の微細化にも効果を有する。しかし、Al量が0.06%を越えるとAl系非金属介在物が増加して鋼の清浄度を害するので、上限を0.06%とした。しかし、脱酸はTiあるいはSiでも可能であり、Alは必ずしも添加する必要はない。NはTiNを形成しスラブ再加熱時およびHAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制して母材、HAZの低温靱性を向上させる。このために必要な最小量は0.001%である。しかし、N量が多すぎるとスラブ表面斑や固溶NによるHAZ靱性の劣化、Bの焼入れ性向上効果の低下の原因となるので、その上限は0.006%に抑える必要がある。

【0021】さらに、本発明では、不純物元素であるP、S量をそれぞれ0.015%、0.003%以下とする。この主たる理由は母材およびHAZの低温靱性をより一層向上させるためである。P量の低減は連続鋳造スラブの中心偏析を軽減するとともに、粒界破壊を防止して低温靱性を向上させる。また、S量の低減は熱間圧延で延伸化するMnSを低減して延靱性を向上させる効果がある。

【0022】つぎに、V、Cu、Cr、Ca、REM、Mgを添加する目的について説明する。基本となる成分に、更にこれらの元素を添加する主たる目的は、本発明鋼の優れた特徴を損なうことなく、強度・靱性の一層の向上や製造可能な鋼材サイズの拡大をはかるためである。したがって、その添加量は自ずから制限されるべき性質のものである。

【0023】VはNbとほぼ同様の効果を有するが、その効果はNbに比較して弱い。しかし、超高強度鋼におけるV添加の効果は大きく、NbとVの複合添加は本発明鋼の優れた特徴をさらに顕著なものとする。上限はHAZ靱性、現地溶接性の点から0.10%まで許容できるが、特に0.03~0.08%の添加が望ましい範囲である。

【0024】Cuは母材、溶接部の強度を増加させるが、多すぎるとHAZ靱性や現地溶接性を著しく劣化させる。このためCu量の上限は1.0%である。Crは母材、溶接部の強度を増加させるが、多すぎるとHAZ靱性や現地溶接性を著しく劣化させる。このためCr量の上限は0.6%である。CaおよびREMは硫化物

(MnS)の形態を制御し、低温靱性を向上（シャルピー試験の吸収エネルギーの増加など）させる。Ca量が0.006%、REMが0.02%を越えて添加するとCaO-CaSまたはREM-CaSが大量に生成して大型クラスター、大型介在物となり、鋼の清浄度を害するだけでなく、現地溶接性にも悪影響をおよぼす。このためCa添加量の上限を0.006%またはREM添加量の条件を0.02%に制限した。なお超高強度ラインパイプでは、S、O量をそれぞれ0.001%、0.002%以下に低減し、かつ $ESSP = (Ca) \{1 - 1.24(O)\} / 1.25S$ を $0.5 \leq ESSP \leq 10$ 。

0とすることがとくに有効である。

【0025】Mgは微細分散した酸化物を形成し、溶接熱影響部の粒粗大化を抑制して低温靱性を向上させる。

0.006%以上では粗大酸化物を生成し逆に靱性を劣化させる。以上の個々の添加元素の限定に加えて、さらに $P=2.7C+0.4Si+Mn+0.8Cr+0.45(Ni+Cu)+(1+\beta)Mo-1+\beta$ を $1.9 \leq P \leq 4.0$ に制限することが望ましい。但し、 $B \geq 3$ ppmでは $\beta=1$ 、 $B < 3$ ppmでは $\beta=0$ 。これは、目的とする強度・低温靱性バランスを達成するためである。P値の下限を1.9としたのは900MPa以上の強度と優れた低温靱性を得るためである。また、P値の上限を4.0としたのは優れたHAZ靱性、現地溶接性を維持するためである。

【0026】以上のような化学成分を有していても、微細なマルテンサイト+ベイナイト主体の組織が得られる適正な製造条件としなければ所望の特性は得られない。微細なマルテンサイト主体の組織を得る原理的な方法は、再結晶粒を未再結晶温度域で加工し、板厚方向に偏平したオーステナイト粒とし、これをフェライト生成が抑制される臨界冷却速度以上の冷却速度で冷却することである。

【0027】望ましい製造方法は、本発明の化学成分を有する鋼片を950~1250℃に再加熱し、700~950℃での累積圧下量が50%以上となるように700℃以上の鋼材温度で圧延した後、10℃以上の冷却速度で550℃以下まで冷却する、また必要に応じて A_1 変態点以下の温度で焼戻しを行う。このようにして製造された鋼板は管状に成形されて突き合わせ部がアーク溶接されて鋼管となる。

【0028】次ぎに、溶接金属の限定理由について述べる。C量は0.04~0.14%に限定する。炭素は鋼の強度向上に極めて有効であり、マルテンサイト組織において目標とする強度を得るためには、最低0.04%は必要である。しかし、C量が多すぎると溶接低温割れが発生しやすくなり、現地溶接部とシーム溶接が交わるいわゆるTクロス部のHAZの最高硬さの上昇招くので、その上限を0.14%とした。さらに、望ましくは上限値は0.10%が好ましい。

【0029】Siはブローホール防止のために0.05%以上は必要であるが、含有量が多いと低温靱性を著しく劣化させるので、上限を0.6%とした。特に、内外面溶接や多層溶接を行う場合、再熱部の低温靱性を劣化させる。Mnは優れた強度・低温靱性のバランスを確保する上で不可欠な元素であり、その下限は1.2%である。しかし、Mnが多すぎると偏析が助長され低温靱性を劣化させるだけでなく、溶接材料の製造も困難になるので上限を2.2%とした。

【0030】Niを添加する目的は焼入れ性を高めて強度を確保し、さらに低温靱性向上させるためである。1.

3%以下では目標の強度、低温靱性を得ることが難しい。一方、含有量が多すぎると高温割れの危険があるため上限は3.2%とした。Cr、Mo、Vの効果の違いは厳密には区別できないが、いずれも焼入れ性を高めることにより高強度を得るために添加する。Cr+Mo+Vが1.2%以下では効果が十分でなく、一方多量に添加すると低温割れの危険が増すため上限を2.5%とした。

【0031】Bは微量で焼入れ性を高め、溶接金属の低温靱性向上に有効な元素であるが、含有量が多すぎると却って低温靱性が低下するので含有範囲を0.005%以下とした。溶接金属には、その他に溶接時の精錬・凝固を良好に行わせるために必要に応じて添加されたTi、Al、Zr、Nb、Mg等の元素を含有する場合があるが、残部は鉄および不可避免的な不純物である。なお、低温靱性の劣化、低温割れ感受性の低減のためにはP、Sの量は低い方が望ましい。

【0032】本願発明が目指すラインパイプは通常、直径が450mmから1500mm、肉厚が10mmから40mm程度のサイズである。このようなサイズの鋼管を高率良く製造する方法としては、鋼板をU形次いでO形に成形するUO工程で製管し、突き合わせ部を仮付け溶接した後、内外面からサブマージアーク溶接を行い、その後、拡管して真円度を高める製造方法が確立されている。

【0033】サブマージアーク溶接は母材の希釈が大きい溶接であり、所望の特性すなわち溶接金属組成を得るためには、母材の希釈を考慮した溶接材料の選択が必要である。以下、溶接ワイヤーの化学組成の限定理由を述べるが、基本的には請求項4に示された超高強度ラインパイプを実現できる製造方法である。Cは、溶接金属で必要とされるC量の範囲を得るために、母材成分による希釈および雰囲気からCの混入を考慮して0.01~0.12%とした。

【0034】Siは、溶接金属で必要とされるSi量の範囲を得るために、母材成分による希釈を考慮して0.3%以下とした。Mnは、溶接金属で必要とされるMn量の範囲を得るために、母材成分による希釈を考慮して1.2%~2.4%とした。Niは、溶接金属で必要とされるNi量の範囲を得るために、母材成分による希釈を考慮して4.0%~8.5%とした。

【0035】Cr+Mo+Vは、溶接金属で必要とされるCr+Mo+V量の範囲を得るために、母材成分による希釈を考慮して3.0%~5.0%とした。その他P、Sの不純物は極力少ない方が望ましく、Bは強度確保に添加することも可能である。また、Ti、Al、Zr、Nb、Mg等が脱酸を目的として使用される。

【0036】なお、溶接は単極だけでなく、複数電極での溶接も可能である。複数電極で溶接の場合は各種ワイヤーの組み合わせが可能であり、個々のワイヤーが上記成分範囲にある必要はなく、それぞれのワイヤー成分と消費量からの平均組成が上記成分範囲にあれば良い。サ

ブマージーク溶接に使用されるフラックスは大別すると焼成型フラックスと熔融型フラックスがある。焼成型フラックスは合金材添加が可能で拡散性水素量が低い利点があるが、粉化しやすく繰り返し使用が難しい欠点がある。一方、熔融型フラックスはガラス粉状で、粒強度が高く、吸湿しにくい利点があり、拡散性水素がやや高い欠点がある。本願発明のごとき超高強度の場合は、溶接低温割れが起こりやすく、この点からは焼成型が望ましいが、一方、回収して繰り返し使用が可能な熔融型は大量生産に向きコストが低い利点がある。焼成型ではコストが高いことが、熔融型では厳密な品質管理の必要性が問題であるが、工業的に対処可能な範囲であり、どちらでも本質的には使用可能である。

【0037】溶接条件については技術的にはほぼ確立されているが、望ましい範囲は以下の通りである。溶接条件、特に溶接入熱により母材希釈率は変化し、一般に入熱が高くなると母材希釈率は高くなる。しかし、速度が遅い条件では入熱を高くしても母材希釈率は高くない。両面を1パス溶接で十分な溶け込みを確保するためには、入熱の増加と共に溶接速度をある速度以上にする必要があり、1～3m/分程度が適切な範囲である。1m/分未満の溶接はラインパイプのシーム溶接としては非効率であり、3m/分を超える高速溶接ではビード形状が安定しない。入熱は2.5～5.0kJ/mmが望ましい範囲である。入熱が小さすぎると溶け込みが不十分になり、大きすぎると熱影響部の軟化が大きく、靱性も低下する。

【0038】シーム溶接後、拡管により真円度を向上させる。真円にするためには塑性域まで変形させる必要があるが、本願発明のごとき高強度鋼の場合は0.7%程度以上の拡管率（＝（拡管後円周－拡管前円周）／拡管前円周）が必要であるが、2%を超える大きな拡管を行うと、母材、溶接部とも塑性変形による靱性劣化が大きくなるため、拡管率は0.7～2%以下にするのが望ましい。

【0039】超高強度鋼管ではUO成形後の形状が悪いと、拡管時にシーム溶接熱影響部の軟化域に局部的に歪みが集中して、大幅な靱性劣化や場合によっては割れが生じる場合がある。歪みが集中しやすい内面側の溶接金属強度を低下させると軟化域への歪み集中が緩和される効果がある。拡管の塑性変形により、拡管後は加工硬化により強度は上昇するが、余りに溶接金属強度が低すぎると、拡管後の鋼管の溶接継ぎ手引張りで溶接金属破断が発生するので内面側溶接金属の下限は鋼板の引張り強度－200MPaの範囲とした。

【0040】

【実施例】以下に、本発明を具体的に説明する。表1に示す化学成分の鋼を300トン転炉で溶製後、連続铸造鋼片とし、その後1100℃に再加熱後、再結晶域で圧延し、その後900～750℃の累積圧下量が80%と

なる制御圧延を18mmまで行い、その後水冷停止温度が400～500℃になるように水冷して鋼板を製造した。発明範囲の化学成分の鋼A、B、C、Dは強度が目標範囲にあり低温靱性（シャルピー試験の－40℃での吸収エネルギー）も高い。一方、C量が高くNiが添加されていない鋼Eは強度は目標範囲にあるが低温靱性が低い。このようにして製造した鋼板をUO工場で管状に成形し、仮付け溶接後、表2に示す溶接ワイヤーを用い3電極、1.5m/分、入熱3.5kJ/mmの溶接条件で内外面各1パスのサブマージーク溶接を行い、その後、拡管率1%の拡管を行った。表2に示すように、発明例である実施No1～6では良好な溶接ビードが得られ、溶接金属の化学成分は請求範囲にあって、強度も適正である。比較例の実施No7、8は鋼板は発明範囲であるがワイヤー成分が発明範囲外であって、7は強度が低く8では低温割れが発生した。このために引張り試験は実施しなかった。9は溶接ワイヤーは発明の範囲であるが、鋼板が発明範囲外の例である。鋼管特性の評価結果を表3に示す。本発明範囲の母材部はすべて優れた機械的性質である。シーム溶接部が本発明範囲である条件では、良好なシーム溶接部特性を示すが、比較例7では継ぎ手引張りで溶接金属破断や低温割れが生じたり、比較例8は溶接金属の靱性が低かったりとラインパイプの要求特性を満たしていない。

【0041】

【表1】

【0042】
【表2】

表1

	成分													その他	TS(MPa)	vE-40(J)
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Nb	Ti	Al	N	B	V	Cu	Cr	
発明例	A	0.06	0.09	1.95	0.012	0.001	0.36	0.35	0.03	0.01	0.02	0.0027	0.0012		0.28	986
	B	0.07	0.25	1.84	0.007	0.001	0.60	0.47	0.03	0.02	0	0.004		0.64		275
	C	0.04	0.11	1.78	0.006	0.001	0.85	0.45	0.04	0.01	0.03	0.002	0.0009	0.06		1012
	D	0.05	0.28	2.03	0.008	0.002	0.37	0.52	0.03	0.02	0.02	0.004		0.05	0.40	970
比較例	E	0.12	0.47	2.15	0.011	0.001		0.14	0.04	0.02	0.03	0.0030	0.0013		0.65	1058
																921
																121

40 【0043】
【表3】

表2

区分	実施例 No	溶接方法										溶接の結果										溶接金属									
		ワイヤー成分 (mass%)					フラックス					溶接金属成分 (mass%)					B					Nb					Ti				
		C	Si	Mn	Ni	Cr+Mo+V	C	Si	Mn	Ni	Cr+Mo+V	C	Si	Mn	P	S	Ni	B	Cr+Mo+V	Nb	Al	Ti	Nb	Al	Ti	Nb	Al	Ti	Nb	Al	Ti
発明例	1	A	0.038	0.22	1.73	4.9	4.3	溶融型	溶融型	溶融型	溶融型	0.06	0.26	1.88	0.008	0.002	2.4	0.0009	1.9	0.03	0.013	0.017	0.03	0.013	0.017	0.03	0.013	0.017	0.03	0.013	0.017
	2	B	0.01	0.02	1.85	5.7	3.9	溶融型	溶融型	溶融型	溶融型	0.07	0.14	1.82	0.008	0.003	2.8	0.0003	1.8	0.03	0.017	0.009	0.03	0.017	0.009	0.03	0.017	0.009	0.03	0.017	0.009
	3	C	0.1	0.31	2.20	3.4	3.5	溶融型	溶融型	溶融型	溶融型	0.06	0.12	1.97	0.008	0.004	2.9	0.0020	1.7	0.04	0.018	0.010	0.04	0.018	0.010	0.04	0.018	0.010	0.04	0.018	0.010
	4	D	0.07	0.17	1.66	6.5	4.1	溶融型	溶融型	溶融型	溶融型	0.07	0.09	1.85	0.008	0.003	2.1	0.0003	2.4	0.03	0.017	0.011	0.03	0.017	0.011	0.03	0.017	0.011	0.03	0.017	0.011
比較例	5	A	0.01	0.02	1.83	3.7	3.9	溶融型	溶融型	溶融型	溶融型	0.08	0.19	1.91	0.007	0.003	2.2	0.0011	2.1	0.03	0.022	0.013	0.03	0.022	0.013	0.03	0.022	0.013	0.03	0.022	0.013
	6	B	0.07	0.17	1.66	6.5	4.1	溶融型	溶融型	溶融型	溶融型	0.07	0.24	1.76	0.007	0.002	3.1	0.0005	2.1	0.03	0.012	0.007	0.03	0.012	0.007	0.03	0.012	0.007	0.03	0.012	0.007
	7	A	0.08	0.11	1.73	2.1	3.7	溶融型	溶融型	溶融型	溶融型	0.07	0.28	1.86	0.008	0.003	1.2	0.0014	1.8	0.03	0.015	0.014	0.03	0.015	0.014	0.03	0.015	0.014	0.03	0.015	0.014
	8	A	0.23	0.31	1.76	7.2	4.0	溶融型	溶融型	溶融型	溶融型	0.15	0.30	1.84	0.009	0.002	3.2	0.0017	1.9	0.04	0.019	0.012	0.04	0.019	0.012	0.04	0.019	0.012	0.04	0.019	0.012
	9	E	0.07	0.17	1.66	6.5	4.1	溶融型	溶融型	溶融型	溶融型	0.07	0.35	1.88	0.008	0.004	2.8	0.0012	1.6	0.02	0.014	0.013	0.02	0.014	0.013	0.02	0.014	0.013	0.02	0.014	0.013

特開2000-199036

(8)

表3

区分	実施 No	鋼管母材の特性			継ぎ手引張り	溶接金属の特性 vE-40 J
		C方向YS MPa	C方向TS MPa	vE-40 J		
発明例	1	899	988	268	良好	184
	2	940	1011	250	良好	154
	3	876	973	272	良好	180
	4	985	1060	281	良好	163
	5	901	990	270	良好	147
	6	933	1015	245	良好	171
比較例	7	888	986	265	溶接金属破断	67
	8	903	990	269	実施せず	38
	9	814	925	97	良好	166

【0044】

【発明の効果】本発明によれば、低温靱性に優れた超高強度ラインパイプが実現可能であり、長距離パイプライ*

* ンの敷設コストが低下し、世界のエネルギー問題解決に寄与できる。

フロントページの続き

(51) Int. Cl.⁷
C 2 2 C 38/58

識別記号

F I
C 2 2 C 38/58

テームコード (参考)

(72) 発明者 原 卓也
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内
(72) 発明者 寺田 好男
千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式
会社君津製鐵所内
(72) 発明者 大北 茂
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(72) 発明者 小山 邦夫
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内
Fターム (参考) 4E001 AA03 BB05 CA05 CC03 DA07
DB04 DC01 DD01 DF09 DG04
EA05
4E081 AA12 BA04 BA34 BB15 BB17
CA05 DA05 DA11 DA35 FA03